

047205

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
Nº 1	AÑO 1972

PMM/I-84

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

SEGREGACION POR GRAVEDAD EN ALEACIONES
ALUMINIO - URANIO

D. E. Balzaretti y H. Biloni

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina
1972

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
DEPENDIENTE DE LA PRESIDENCIA DE LA NACION

PROGRAMA MULTINACIONAL DE METALURGIA
(Programa Regional de Desarrollo Científico y Tecnológico - OEA)

SEGREGACION POR GRAVEDAD EN ALEACIONES
ALUMINIO - URANIO

D. E. Balzaretti y H. Biloni

Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina
1972

SEGREGACION POR GRAVEDAD EN ALEACIONES ALUMINIO-URANIO

D. E. Balzaretti y H. Biloni

I- INTRODUCCION

Las aleaciones Al-U con diferentes tenores de U poseen importancia tecnológica considerable toda vez que son utilizadas en los elementos combustibles de reactores que queman Uranio enriquecido. La potencia a obtener del reactor se encuentra ligada directamente a la cantidad de material fisiónable existente en los elementos combustibles, por lo que un reactor de mayor potencia y/o flujo neutrónico ha de exigir un mayor contenido de U en la aleación Al-U.

Sin embargo, uno de los mayores inconvenientes de esta aleación es la elevada segregación por gravedad que presenta⁽¹⁾ la que proviene esencialmente de la marcada diferencia en densidades existente entre las fases presentes en las estructuras eutécticas e hiperperitéticas. El continuo incremento de las necesidades operativas de los reactores hace que el porcentaje de Uranio existente en la aleación aumente continuamente por lo que la necesidad de fundir aleaciones hiper-eutécticas sea una necesidad cada vez mayor. Mientras que la fase rica en Aluminio, que constituye una de las fases del eutéctico, tiene una densidad de 2,37 g/cm³ las fases ricas en Uranio, UAl₄ y UAl₃, poseen densidades mucho mayores: 6,13 g/cm³ y 6,78 g/cm³ respectivamente. La fase UAl₄ forma parte de la estructura eutéctica y corresponde al diagrama de equilibrio (Fig. 1). En las aleaciones hipereutécticas los cristales proeutéticos debieran ser, según el diagrama de equilibrio⁽²⁾, UAl₄. Sin embargo, aún para velocidades moderadas de solidificación, la reacción peritética $L + UAl_3 \rightarrow UAl_4$ no se completa. Como consecuencia aparecen cristales de UAl₃ como proeutéticos.

El tipo de lingotes a utilizar en la elaboración de elementos combustibles corresponden, en general, a chapones susceptibles de ser laminados posteriormente en caliente y en frío hasta los espesores dados por la especificación de los elementos combustibles a construir. Este tipo de lingotes, con una alta relación alto/ ancho presentan condiciones desfavorables en lo que se refiere a la segregación por gravedad; sin embargo el espesor relativamente pequeño que impone la geometría del lingote hace que la relación Área de extracción calórica/Volumen del lingote, sea alta lo que favorece la posibilidad de obtener tiempos de solidificación cortos que disminuyan la posibilidad de una segregación por gravedad⁽¹⁾.

Teniendo en cuenta que las especificaciones de aceptación de elementos combustibles imponen que la diferencia en concentración entre cabeza y cola de un lingote de aleación Al-U no sea mayor de 0,5% en peso de U, es obvio que para evitar una segregación por gravedad que imponga un elevado rechazo, se hace necesario obtener tiempos de solidificación cortos.

Los parámetros que determinan la velocidad de extracción calórica son:

i) las condiciones térmicas de la aleación, esto es el calor latente de solidificación y el calor específico de la aleación, valores estos que son, en general, función de la cantidad de soluto, Uranio este caso. Una variable adicional a tener en cuenta la constituye el sobrecalentamiento con el cual se cuela el líquido. Todos estos factores determinan la cantidad de calor a extraer, por unidad de volumen, durante la solidificación del lingote. ii) Diseño de la lingotera, lo que influye grandemente en la velocidad de extracción calórica a obtenerse. Se puede considerar los siguientes modelos básicos: 1) Lingotera de paredes delgadas, con capacidad de extracción calórica pequeña con respecto al calor a extraer durante la solidificación. En este caso la mayor parte del calor se transfiere al medio ambiente, actuando el aire como refrigerante. El flujo calórico debe atravesar tres barreras térmicas aparte de la inherente al metal que solidifica: a) interface metal-molde donde la resistencia térmica queda medida por la relación $1/h_i$ donde h_i es el coeficiente de transmisión calórica de la interface en cuestión; b) pared de la lingotera y c) película laminar molde-refrigerante donde debe considerarse a h_r que es el coeficiente pelicular molde-refrigerante. 2) Lingoteras del mismo tipo que el anterior pero refrigeradas por un fluido en movimiento, tales como agua o aire a velocidad suficiente como para mantener la temperatura exterior de la lingotera próxima a la ambiente. Este método logra un aumento sustancial en el valor de h_r . 3) Lingoteras cuyas paredes absorben en forma total el calor cedido por el líquido que solidifica. Un diseño óptimo de este tipo de lingoteras requiere, en su construcción, un espesor de pared que desde el punto de vista de la difusividad calórica tenga características de simiinfinito durante el lapso que dure la solidificación⁽³⁾⁽⁵⁾. iii) Las difusividades térmica y calórica de los materiales utilizados en la construcción de lingoteras son factores importantes en la determinación de la extracción calórica, ya sea cuando éstas deban extraer o almacenar calor⁽⁴⁾. iv) La barrera térmica que significa la interface metal-molde, la que es un factor muy importante en el flujo calórico en el caso de moldes o lingoteras con altos valores de difusividades térmica y calórica. Como resultado, el recubrimiento de las paredes internas de las lingoteras tiene gran importancia toda vez que afecta notablemente el valor del coeficiente de transmisión calórica de la interface metal-molde.

II- TECNICAS EXPERIMENTALES

i) Equipo utilizado

Las fusiones se realizaron en un horno de resistencia de 6,2 KW de potencia que permite utilizar crisoles de hasta 30 puntos. Se utilizaron crisoles de diversas medidas según los requerimientos experimentales. Los crisoles tuvieron un recubrimiento interno de alúmina aglomerada con aluminato de unos 3 mm para evitar contaminaciones y reacciones de la aleación con el crisol. Estos recubrimientos poseen, a las temperaturas en que se realizaron las experiencias, un muy buen comportamiento⁽⁶⁾. Sobre esta capa se puso otra, muy delgada, de zirconato de calcio, que evita que la aleación en estado líquido moje las paredes del crisol y se adhiera al mismo.

ii) Aleaciones investigadas

a) Preparación de las aleaciones

Se utilizaron aleaciones entre el 15% y 29% de Uranio en peso. En la preparación de las mismas se partió de los elementos metálicos según el siguiente detalle: Aluminio de pureza 99,99% y Uranio de pureza 99,93% con el siguiente análisis: Si:400 ppm; Fe:175 ppm; Mn:54 ppm; P:13 ppm; Ni:10,5 ppm, otras impurezas:40 ppm.

Luego de decapado en una mezcla de ácido acético y ácido nítrico en partes iguales el Uranio fué sumergido en el Aluminio fundido. Posteriormente, mientras el líquido era agitado suavemente, la temperatura fué elevada unos 100°C por sobre la temperatura de la línea líquidus manteniéndose el material en dichas condiciones por espacio de una hora de manera de asegurar la disolución total del Uranio en el Aluminio.

b) Condiciones térmicas de las aleaciones

Se refieren al calor a extraer por unidad de volumen: $Q = (H + C_p \Delta T) \rho$ y a las difusividades térmicas (a) y calórica (b) de la aleación. El valor de "Q" depende de la concentración de Uranio, toda vez que H y C_p son funciones de la Concentración en Uranio de la aleación. Además depende del sobrecalentamiento (ΔT). La tabla I indica el valor de "Q" para diferentes concentraciones de Uranio y diferentes sobrecalentamientos. Debe tenerse en cuenta que "Q" corres-

ponde al calor "sensible" de solidificación, esto es al calor latente de fusión más el calor específico debido al sobrecalentamiento. No considera el calor a extraer para llevar el metal a temperaturas inferiores a la de fusión.

$\Delta T^{\circ}\text{C}$	15% p U	20% p U	25% p U	30% p U
50	344,5	408,5	478,5	547,6
100	372,5	430,4	505,5	574,1
150	400,3	467,1	532,6	600,6

Tabla I. - Calor a extraer por unidad de volumen; "Q", cal/cm³ para diferentes concentraciones de Uranio y diferentes sobrecalentamientos.

Todos los valores de las propiedades físicas de la aleación fueron obtenidos por interpolación lineal entre las propiedades de los constituyentes de la aleación. Esta aproximación fué necesaria toda vez que en la literatura no existen datos sobre las mismas.

La tabla II corresponde al valor de las difusividades térmica y calórica en función de la composición de la aleación. Se ha tenido en cuenta que estas constantes tienen escasa variación con la temperatura.

	15% p U	20% p U	25% p U	30% p U
a	0,920	0,896	0,867	0,835
b	0,536	0,521	0,504	0,485

Tabla II.- Difusividades calórica y térmica de aleaciones Al-U a 25°C y en unidades cgs.

iii) Lingoteras utilizadas

Las lingoteras utilizadas no poseían un espesor de paredes suficiente como para comportarse como semiinfinitas. Por consiguiente se las puede considerar como intermedias del tipo 1) y el 3) discutidas en la Introducción. La tabla III re-

sume las principales características geométricas y físicas del diseño y material de las lingoteras.

Material	espesor de pared	Volumen/Area (cm)	a	b
Cobre	30 mm	1,64	1,02	0,87
Acero 1010	25 mm	1,70	0,15	0,35

Tabla III. - Características geométricas y físicas de las lingoteras utilizadas.

Valor del coeficiente de transmisión calórica h_i

A los efectos de conocer los valores del coeficiente de transmisión de la interface metal-molde para diferentes condiciones de las paredes internas de las lingoteras se realizaron ensayos de fluidez del tipo detallado por Prates y Biloni⁽⁷⁾ Para ello se utilizaron dos aleaciones: Al-15% U y Al-25% U. La tabla IV resume los valores de h_i obtenidos para las lingoteras de Acero 1010 y Cobre con diferentes recubrimientos. En el caso de lingoteras sin recubrimiento la preparación superficial de la cara interna de la lingotera correspondió a la de papel esmeril 600⁽⁷⁾.

Aleación	Recubrimiento	h_i Acero 1010	h_i Cobre
15% p U	Masilla refractaria (Dycote 140, FOSECO) espesor: 0,5 mm	0,025	0,027
25% p U	Sin recubrimiento	0,125	0,221
25% p U	Grafito emulsionado (Dycote 11, FOSECO) espesor: 0,1 mm	0,101	0,144

Tabla IV. - Valores de " h_i " en unidades cgs para distintos materiales y condiciones superficiales de las paredes de la lingotera.

iv) Dispositivo de colada

Se ensayaron diversas formas de colada y alimentación de la lingotera con el objeto de establecer relaciones entre la turbulencia de alimentación y defectos superficiales, sopladuras, porosidades y rechupes⁽⁸⁾. El sistema que mostró mayor eficiencia fué el compuesto por un alimentador tipo Venturi con abertura variable junto al canal, con talón para chorro de colada. Los resultados fueron aún mejores si durante la alimentación se giraba la lingotera de manera que al final de la colada el giro total fuera 90°. Este procedimiento hace que la última zona en solidificar sea la próxima al alimentador, permitiendo alimentar la contracción producida por el cambio de fase con líquido proveniente del alimentador. Esto logra evitar la formación de rechupe y porosidades asociadas.

Operación de colada

Toda vez que las aleaciones Al-U presentan fenómenos de segregación por gravedad de los átomos de Uranio en estado líquido⁽¹⁾ la homogeneidad del líquido se aseguró por medio de un agitado mecánico del líquido por espacios de tiempo no menores a 60 segundos antes de colar. Los resultados posteriores probaron que la operación fué suficiente para producir una homogeneización del líquido. Los tiempos de solidificación fueron controlados por medio de termocuplas de cromel-alumel conectadas a registradores de precisión L & N. Los lingotes que se obtuvieron en todos los casos poseían las siguientes medidas: ancho: 13 cm; alto: 18 cm; espesor: entre 24 y 35 mm. El espesor variable de los lingotes obtenidos corresponde a la variación de la relación Área de paredes de lingotera/Volumen de aleación lo que será discutido más adelante en lo que se refiere a su relación con la segregación por gravedad. El sobrecalentamiento utilizado fue entre 50 y 100°C.

v) Análisis de los lingotes

A los fines de obtener datos sobre la segregación por gravedad de los diferentes lingotes se realizaron diversos análisis y ensayos:

1) Determinación de la concentración de Uranio: A los efectos de determinar la diferencia en composición de Uranio, cabeza-cola de los lingotes, éstos fueron laminados en caliente a 600°-615°C, partiendo de deformaciones de 2% por pasada, con recristalización-recuperación a 600°C durante 10-15 minutos. De esta manera se llegó a una deformación máxima del 95%. Sobre estos laminados se determinó por densitometría la cantidad de Uranio presente en cada aleación en la cabeza y cola del lingote así como su variación a lo largo de los lingotes laminados. El método utilizado fué el aceptado por OIEA (Organización Internacional de

Energía Atómica). Los datos obtenidos fueron considerados en las siguientes expresiones:

$$\rho_{\text{Al-U}} = \frac{\rho_{\text{agua}}}{1 - \frac{\rho_{\text{agua}}}{\rho_{\text{aire}}}} \quad (1)$$

$$U\%_p = 1,24080 - \frac{3,3502}{\rho_{\text{Al-U}}} \quad (2)$$

donde la densidad del agua corresponde a la temperatura de la misma en el momento de la pesada.

2) Ensayos radiográficos: Se los realizó con un equipo Baltospot 140 B así como con equipo Andrex, de manera de poder observar la distribución de las zonas ricas en Uranio y por ende tener una idea del mapa de la macrosegregación.

III. RESULTADOS EXPERIMENTALES

Se han de correlacionar la macrosegregación de Uranio observable con los tiempos de solidificación medidos en los diferentes lingotes. Cuando los tiempos de solidificación son muy altos, los lingotes presentan grandes inhomogeneidades de concentración. Siempre se observa una mayor concentración de Uranio en la parte baja de los lingotes, pero la observación radiográfica permitió observar zonas segregadas situadas al azar en los lingotes, en forma de bandas. Estas zonas llegaron a presentar diferencias de hasta el 10% en peso cuando fueron comparadas con la composición nominal de la aleación. El tiempo de solidificación de estos lingotes fue siempre mayor a los 140 seg. La Fig. 2 ilustra uno de dichos lingotes donde la diferencia de tonalidades de la gammagrafía permite tener una idea clara de la distribución de la segregación. A medida que la extracción calórica aumenta, y como consecuencia los tiempos de solidificación son más cortos, cambian las características de la macrosegregación de los lingotes. En efecto las inhomogeneidades de composición se manifiestan como una variación continua en la composición desde la cabeza hasta la cola del lingote. Para tiempos de solidificación del orden de los 140 seg esta diferencia es del orden de los 5-7%. Asimismo para tiempos iguales de solidificación las aleaciones con mayores concentraciones de Uranio tienen mayores diferencias cabeza-cola. Para tiempos de solidificación del orden de los 120-125 seg. las diferencias son del orden del 3%. Para tiempos de solidificación menores a los 105 seg. la diferencia en concentración entre cabeza y cola de los lingotes es menor al 0,5% de Uranio lo que entra perfectamente en las especificaciones exigidas por la fabricación de elementos combustibles.

Para las demás condiciones constantes, las diferencias de concentración cabeza-cola de los lingotes aumenta, tal como hemos dicho anteriormente, con el contenido de Uranio de la aleación pero dicho aumento no es muy significativo. El grado de agitación previo al colado tiende a disminuir las inhomogeneidades en el estado sólido. Las experiencias realizadas con los lingotes donde el tiempo de solidificación fué inferior a los 105 seg. demostraron que la metodología utilizada en la operación de colado eliminaba este fenómeno el que no ha de considerarse en el presente estudio.

La Tabla V resume las experiencias más importantes realizadas en el presente trabajo.

L i n g o t e r a								
Nº	U%p	Material	Vol/area cm	Recubrimiento	T _c °C	Δ T °C	t _s seg	Δ C %U _p
19	15	Cobre	1,64	Grafito emul. h _i = 0,14 (cgs)	720	50	77	0,5
20	20	"	"	"	850	75	87	0,5
23	22,5	"	"	"	975	100	95	0,5
22	25	"	"	"	950	75	100	0,5
26	29	"	"	"	1000	50	105	0,5
7	25	Acero 1010	1,70	Masilla refractaria h _i = 0,025	925	50	170	10% ⁽¹⁾ _p
28	25	"	"	Negro de humo ⁽²⁾	925	50	140	5-7
18	25	"	"	Grafito emul. h _i = 0,101	925	50	120- 125	3
29	25	"	"	Sin recubrimiento h _i = 0,125	925	50	115	2

(1) Segregación en zonas bandeadas. En el resto de los lingotes ΔC corresponde a la diferencia cabeza-cola.

(2) El h_i no fue determinado. Sin embargo de acuerdo a resultados de Prates y Biloni en Al-Cu⁽⁷⁾ es intermedio entre la masilla refractaria y el grafito emulsionado.

Tabla V. - Resultados experimentales más importantes.

La Figura 3 corresponde a la ley que sigue la diferencia en concentración cabeza-cola como una función del tiempo de solidificación. Dicha ley corresponde a

$$\Delta C = \text{erfc} (A/t_s) \quad (3)$$

donde la constante A tiene el valor empírico 190. El Apéndice II da las características de la función erfc. Puede observarse que los resultados experimentales muestran marcada coincidencia con la curva de la expresión (3).

IV. DISCUSION

La existencia de índices de segregación mucho más altos en la base del lingote indica claramente la presencia de un fenómeno de segregación por gravedad, hecho ya advertido por otros autores⁽¹⁾. Los resultados de la presente investigación indican claramente que las características e importancia de la segregación se encuentran directamente relacionadas con los tiempos de solidificación. Aunque en todos los casos la característica común es una diferencia de concentración entre la base y la cabeza del lingote, para altos tiempos de solidificación se superponen inhomogeneidades distribuidas en forma poco previsible en el resto de lingote. En los experimentos del presente trabajo este fenómeno prácticamente desaparece para tiempos de solidificación inferiores a los 140 seg.

Si consideramos que la geometría de los lingotes obtenidos corresponde a chapones con relaciones altas del área de la pared de lingotera/volumen de metal podemos tener en cuenta los resultados obtenidos por Prates, Fissolo y Biloni⁽⁹⁾ en el crecimiento unidireccional de metales puros. El presente caso lo podemos considerar como crecimiento bidireccional a partir de las paredes laterales de la lingotera. Esta aproximación es sin embargo de "orden cero" toda vez que las diferencias entre las condiciones de este trabajo y las de los citados autores son las siguientes: i) El presente trabajo trata el crecimiento de aleaciones hipereutécticas en donde la morfología de la interface puede ser mucho más complicada que la de los metales puros que es plana. ii) En el presente trabajo tanto la lingotera como el metal líquido no es semiinfinito ni se comporta como tal. iii) En el presente trabajo las condiciones de colada pueden dar lugar a la existencia de convección⁽¹⁰⁾ la que puede ser importante, mientras que es nula en el crecimiento unidireccional de abajo hacia arriba.

Los resultados de Prates y coautores⁽⁹⁾ indican que el avance de la interface sigue una ley

$$x = A_{\infty} \operatorname{erf}(C_0 h_i) t^{1/2} - C_1 S^{1/2} \quad (4)$$

donde X es la distancia solidificada y corresponde al avance de la interface Sólido líquido, A_{∞} corresponde a la solución analítica de Lyubov⁽¹¹⁾⁽¹²⁾, solución ésta que considera el Sobrecalentamiento cero y $h_i = \infty$; C_0 es una constante que depende del metal que solidifica y del material de molde empleado. Esta constante C_0 puede ser encarada como una medida de la resistencia térmica global del metal y el material del molde para $h_i = \infty$. h_i corresponde al coeficiente de transferencia calórica metal-molde. El producto $C_0 \cdot h_i$ de la función erf es en realidad

el cociente de las resistencias térmicas globales C_0 y el de la interface $1/h_i$. Esta resistencia se ve grandemente influenciada por el tipo de recubrimiento utilizado, Tabla IV. C_1 es una constante y S es el sobrecalentamiento.

Los valores de C_0 definidos por las condiciones de crecimiento impuestas al sistema por Prates y coautores⁽⁹⁾ debieran variar para material de lingotera y metal que solidifica cuando se tienen en cuenta las diferencias ii) y iii) apuntadas anteriormente, pero la expresión general de avance de la interface debiera de ser la misma. En las condiciones experimentales de este trabajo el valor de C_0 debiera tener en cuenta en el valor global de la resistencia metal-molde el hecho que el molde no es semiinfinito y por ende la existencia de un coeficiente pelicular molde-aire y la existencia de convección en la interface Sólido-líquido. Considerando pues que el avance de la interface estaría dado por una expresión del tipo de la (4) es claro que el avance parabólico de la interface según la solución de Lyubov se ve afectada por la función $\text{erf } C_0 h_i$, función ésta que es diferente para los lingotes detallados en la Tabla V si se tienen en cuenta los diferentes materiales de las lingoteras (cobre o acero 1010) y los diferentes valores de h_i resultados de diferentes estados superficiales de las paredes internas de las lingoteras.

Por otra parte es necesario considerar que las aleaciones utilizadas son hipereutécticas y que los cristales primarios son, según el diagrama de equilibrio, Fig. 1, UAl_4 para tenores de Uranio entre el 13 y el 18% pU y UAl_3 para tenores mayores del 18% pU. En ambos casos las densidades de estos intermetálicos son altas cuando se las compara con el eutéctico. Este tiene una densidad de $3,02 \text{ g/cm}^3$ contra $6,13 \text{ g/cm}^3$ del UAl_4 y $6,78 \text{ g/cm}^3$ del UAl_3 . Si aplicamos la ley de Stokes se obtienen velocidades de decantación del orden de los $0,20 \text{ cm/seg}$ y $0,25 \text{ cm/seg}$, según los cristales considerados sean de UAl_4 o UAl_3 (Apéndice III). Durante el proceso de solidificación estos cristales caerán hacia la base del lingote hasta el momento que sean atrapados por la interface Sólido-Líquido que avanza. De la expresión (4) se puede determinar inmediatamente que tiempos cortos de solidificación corresponden a valores grandes del valor de la constante $A_\infty \text{ erf } (C_0 \cdot h_i)$; la consecuencia es una menor caída de los cristales de intermetálicos. La interacción de ambos fenómenos: el avance de la interface con las características apuntadas y la caída lineal de los cristales de intermetálico puede explicar a nuestro juicio la variación de concentración cabeza-cola según una ley dada por la expresión (3) y graficada en la Fig. 3. La buena correspondencia en el rango estudiado, 77 a 170 seg en el tiempo de solidificación, entre la curva dada por la expresión y los datos experimentales soporta la interpretación intentada.

Para tiempos largos de solidificación las corrientes convectivas tienen más tiempos de actuar⁽¹⁰⁾ lo cual puede dar lugar a que al mecanismo analizado se superponga una distribución más inhomogénea de los cristales hiperperitécticos los que podrían haber sido distribuidos por dichas corrientes convectivas.

V. CONCLUSIONES

- 1.- En lingotes de Aleaciones Al-U con diferentes tenores de U la inhomogeneidad encontrada en la composición está asociada a la segregación gravitatoria de fases intermetálicas ricas en Uranio. La distribución de dichas fases por las corrientes convectivas existentes durante el proceso de solidificación está condicionada por el tiempo de solidificación.
- 2.- La diferencia de concentración en Uranio, originada por la segregación por gravedad, depende del tiempo de solidificación según una función $\Delta C = \text{erfc}(190/t_s)$, por lo menos para el rango de valores de t_s estudiados: 77 a 170 seg.

AGRADECIMIENTOS:

Al Departamento de Metalurgia Nuclear,
por los trabajos de Laminado de lingotes y Gammagrafías.

REFERENCIAS

- 1) B. C. ALLEN y S. ISSEROV, Acta Met. 5, 1957, 465
- 2) H. A. SALLER y F. ROUGH - "Compilation of U. S. and U. K. Uranium and Thorium Constitutional Diagrams", Battele Memorial Institue, Report BMI 1.000, 1955
- 3) CARSLAW and JÄEGER - "Conduction of Heat in Solids", 2^o edit, Oxford University Press, Londres 1959, 70-80; 482-485
- 4) C. C. REYNOLDS - Trans. AFS, 72, 372, 1964
- 5) A. KERN - "Process Heat Transfer", McGraw Hill, 1950, pag. 215, 639-662
- 6) A. THÜMMLER, S. NAZARE y G. ONDRACEK - The Technology of UAl₃-Al Irradiation Test-Plates - Symposium "The role of Powder Metallurgy in Nuclear Technology", London 16-17, Nov. 1967. The Institute of Metals, 1967, pag. 264
- 7) M. PRATES y H. BILONI - "Variables affecting the nature of the chill zone", A publicarse en Met. Trans.
- 8) D. E. BALZARETTI y H. BILONI - "Fundición de lingotes de Aluminio-Uranio para combustibles nucleares", Report interno, 1971, CNEA.
- 9) M. PRATES, J. FISSOLO y H. BILONI - "Heat Flow Parameters affecting the Unidirectional Solidification of pure Metals", A publicarse en Met. Trans.
- 10) G. S. COLE - Seminario sobre "Solidification of Metals", Filadelfia 1969. A publicarse
- 11) Y. LYUBOV - "Doklady Akad. Nauk SSSR" 1949, col. 68, 847
- 12) M. PRATES y H. BILONI - "Métodos de Análisis de la extracción calórica durante la solidificación" I) Soluciones analíticas exactas, PMM/R-49, 1970

LEYENDAS DE LAS FIGURAS

Fig. 1 - Diagrama de equilibrio Aluminio-Uranio .-

Fig. 2 - Gammagrafía de un lingote de aleación Al-U 25% fuertemente segregada. Obsérvense las bandas de diferentes tonos debidas a la inhomogeneidad en la distribución de Uranio. -

Fig. 3 - Distribución de la segregación por gravedad (ΔC) según una función $\text{erfc}(190/t_s)$.-

APENDICE I

Simbolismo utilizado

ρ : Densidad (g/cm³)

ΔC : Diferencia de concentración entre la cabeza y cola de un lingote
(%p Uranio)

%p : Por ciento en peso

$a = k/C_p \rho$: Difusividad térmica (cm²/°C. seg)

k : Conductividad calórica (cal/°C. seg. cm)

C_p : Calor específico a presión constante (cal/°C. g)

$b = (k, C_p \rho)^{1/2}$: Difusividad calórica (cal. cm⁻². °C⁻¹. seg. ^{-1/2})

h_i : Coeficiente de transmisión calórica de la interface-metal-Molde
(cal/cm². °C. seg)

h_r : Coeficiente pelicular de transmisión calórica en la interface molde-
refrigerante (cal/cm². °C. seg)

ΔT : Sobrecalentamiento (°C)

$Q = (H + C_p \Delta T) \rho$: "Calor sensible" (Cal/cm³)

H : Calor latente de solidificación (cal/g)

T_c : Temperatura de colada (°C)

V/A : Relación entre el volumen del lingote y el área de extracción ca-
lórica de la lingotera (cm)

t_s : Tiempo de solidificación (seg)

APENDICE II

Función error

Queda definida como:

$$\operatorname{erf}(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-\xi^2} d\xi$$

Propiedades básicas de la función error:

$$\operatorname{erf}(0) = 0$$

$$\operatorname{erf}(\infty) = 1$$

$$\operatorname{erf}(-x) = -\operatorname{erf}(x)$$

La función error complementaria se obtiene por:

$$\operatorname{erfc}(x) = 1 - \operatorname{erf}(x)$$

Propiedades:

$$\operatorname{erfc}(\infty) = 0$$

$$\operatorname{erfc}(0) = 1$$

Ambas funciones están tabuladas.

APENDICE III

Cálculo de las velocidades límites de decantación de los cristales intermetálicos en el líquido

La ley de Stokes es válida solamente en régimen laminar, para valores del Número de Reynolds menores o igual a uno ($N_{Re} \leq 1$)

$$\frac{F_D''}{\frac{1}{2} \rho V_b^2} = \frac{24}{N_{Re}} \quad F_D'' = \frac{2}{3} g \cdot d \cdot (\rho_c - \rho_l)$$

$$V_b = \frac{g \cdot d^2 \cdot (\rho_c - \rho_l)}{18}$$

Donde F_D'' es la fuerza resultante que actúa sobre la partícula sumergida, N_{Re} es el número de Reynolds modificado y V_b la velocidad límite de decantación. Esta expresión es deducida para partículas esféricas de diámetro "d". Es posible admitir otras geometrías donde "d" sea el diámetro equivalente.

La viscosidad de la aleación Al-U no es conocida, por lo que se utilizan los valores medidos para la aleación Al-Cu, admitiéndose que se encuentran dentro del mismo orden de magnitud (para Al-5%p Cu : $\mu = 3,5 \cdot 10^{-2}$ stokes).

Los valores de "d" son obtenibles de las metalografías y se toman valores promedio de medidas en diferentes direcciones y cristales.

- A) Velocidad límite de los cristales de UAl_4 que decantan en el líquido eutéctico

$$d = 5 \cdot 10^{-3} \text{ cm}$$

$$\rho_{UAl_4} = 6,13 \text{ g/cm}^3$$

$$\rho_{Al-U 13\%p \text{ (eutéctico)}} = 3,02 \text{ g/cm}^3$$

$$V_b = 0,22 \text{ cm/seg}$$

- B) El mismo cálculo para los cristales de UAl_3 y líquido eutéctico da:

$$V_b = 0,25 \text{ cm/seg}$$

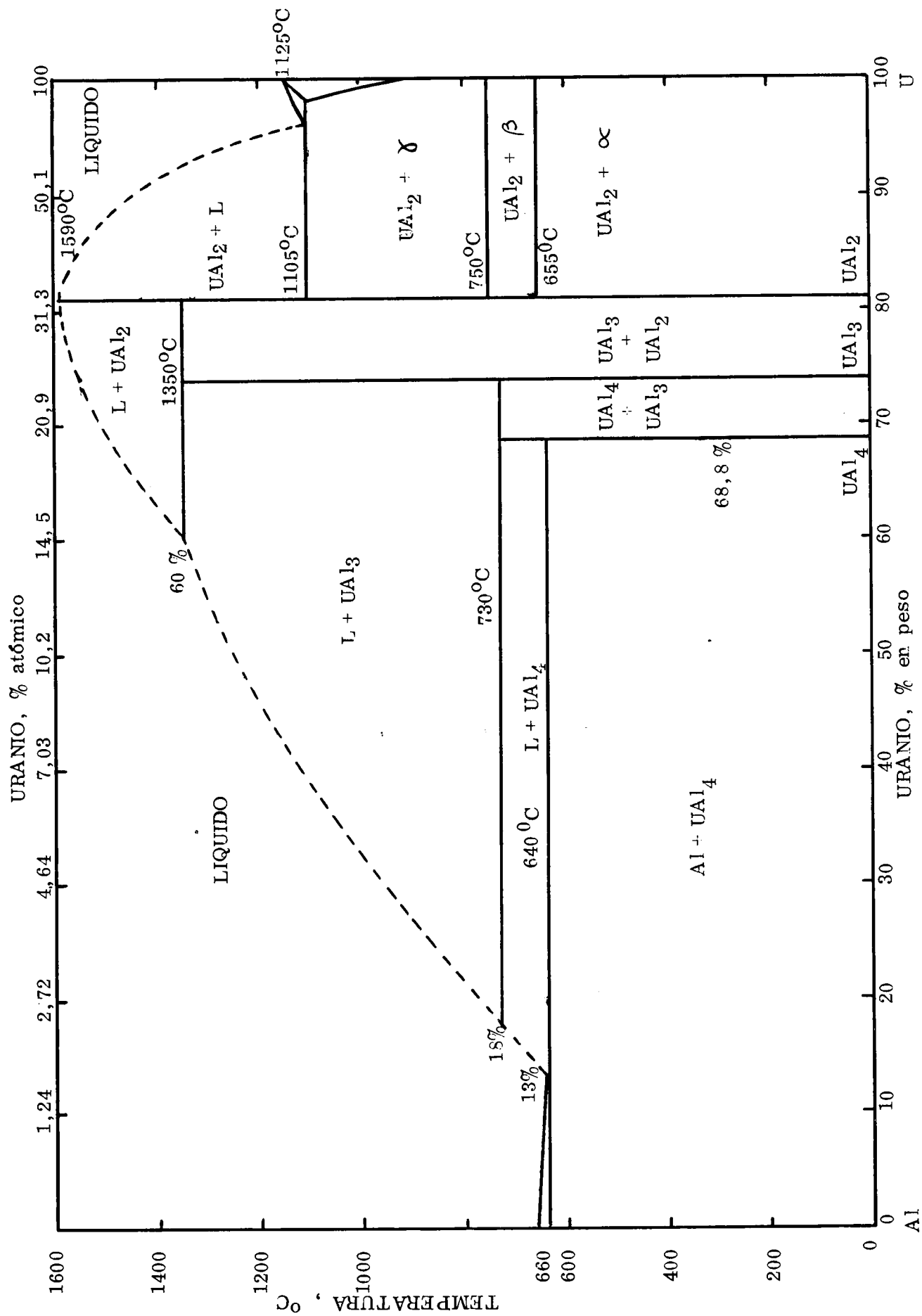


Diagrama de equilibrio Al-U



Fig. 2

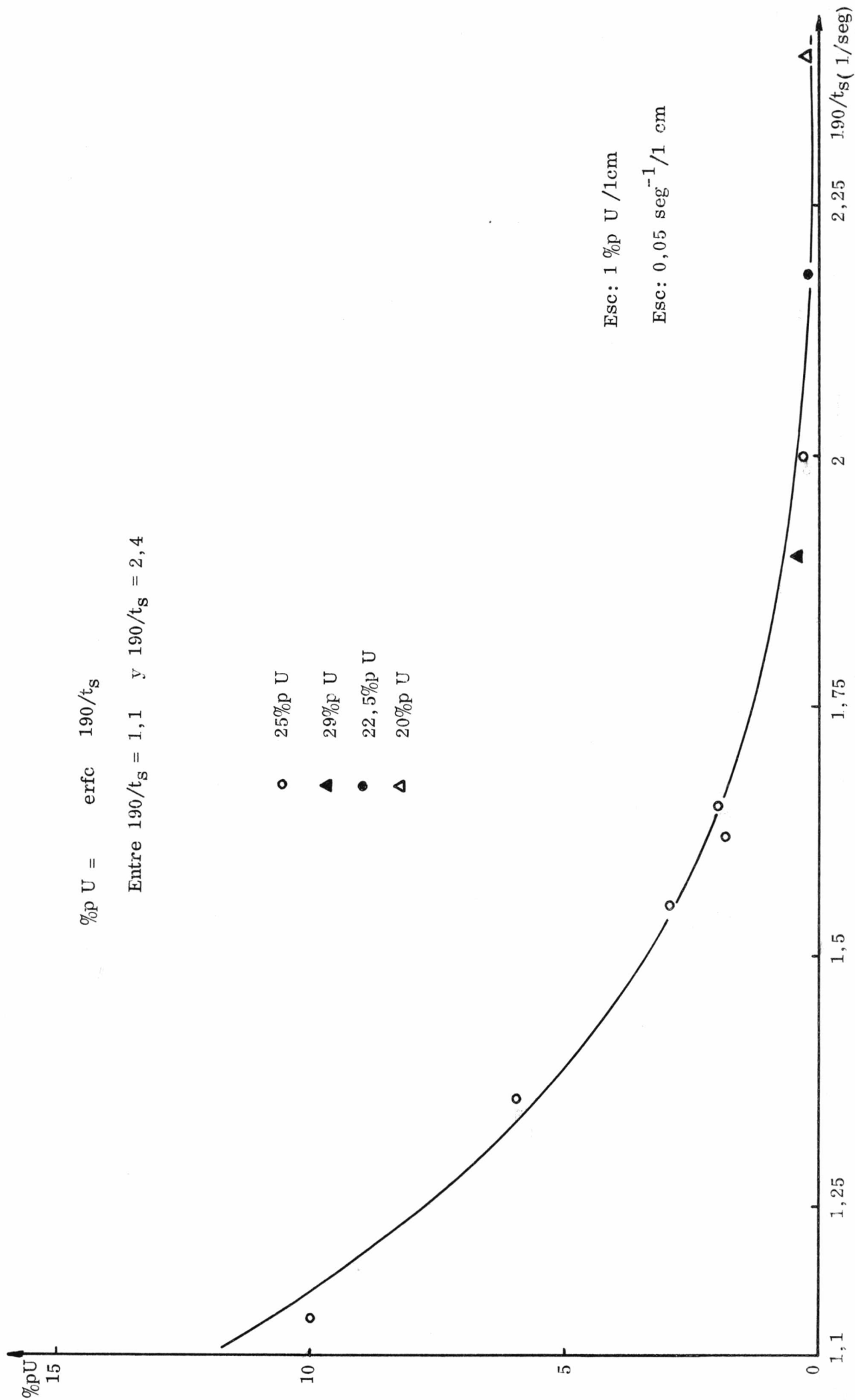


Fig. 3

SEGREGACION POR GRAVEDAD EN ALEACIONES ALUMINIO-URANIO

D. E. Balzaretti y H. Biloni

R E S U M E N

Se analizan las condiciones de colada que producen segregación por gravedad en Aleaciones de Al-U con porcentajes entre el 15-29% de U. Se determina que la severidad y tipo de segregación está condicionada por el tiempo de solidificación el que a su vez depende de la condición de extracción calórica del sistema: tipo de material de lingotera y valor del coeficiente de transmisión calórica de la interface metal-molde (h_i). En el rango de tiempos de solidificación estudiados se demuestra que la diferencia de concentración en uranio entre la cabeza y cola de los lingotes (ΔC) sigue una ley $\Delta C = \text{erfc } 190/t_s$ siendo t_s el tiempo de solidificación.